

CERTIFICATE OF MAILING

Attorney Docket No. 03773/LH

**IN THE UNITED STATES PATENT
AND TRADEMARK OFFICE**

Applicant(s): T. TAKAYAMA

Serial No. : 10/790,959

Filed : March 1, 2004

For : ROLLING ELEMENT AND
METHOD OF PRODUCING
THE SAME

Art Unit :

Customer No.: 01933

SUBMISSION OF PRIORITY DOCUMENT(S)

Commissioner for Patents
Alexandria, VA. 22313-1450

S I R :

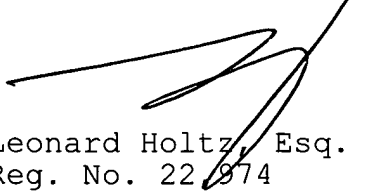
Enclosed are:

Certified copy(ies); priority is claimed under 35 USC

119:

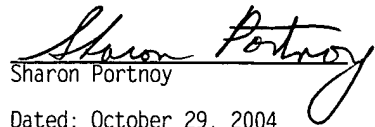
<u>Country</u>	<u>Application No.</u>	<u>Filing Date:</u>
JAPAN	2003-057388	March 4, 2003
JAPAN	2004-031702	February 9, 2004

Respectfully submitted,


Leonard Holtz, Esq.
Reg. No. 22,874

Frishauf, Holtz, Goodman & Chick, P.C.
767 Third Avenue - 25th Floor
New York, New York 10017-2023
Tel. No. (212) 319-4900
Fax No. (212) 319-5101
LH:sp

I hereby certify that this correspondence is being deposited with the United States Postal Service as First Class mail in an envelope addressed to: Mail Stop Missing Parts, Commissioner for Patents, P.O. Box 1450, Alexandria, VA 22313-1450, on the date noted below.


Sharon Portnoy

Dated: October 29, 2004

In the event that this Paper is late filed, and the necessary petition for extension of time is not filed concurrently herewith, please consider this as a Petition for the requisite extension of time, and to the extent not tendered by credit card (Form PTO-2038 attached hereto), authorization to charge the extension fee, or any other fee required in connection with this Paper, to Account No. 06-1378.

BEST AVAILABLE COPY

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日 2003年 3月 4日
Date of Application:

出願番号 特願2003-057388
Application Number:

[ST. 10/C]: [JP2003-057388]

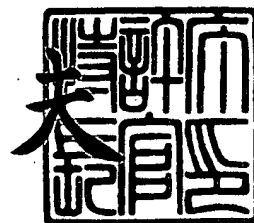
願人 株式会社小松製作所
Applicant(s):

CERTIFIED COPY OF
PRIORITY DOCUMENT

2004年 1月 7日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫



10/790,959

Customer no 01933

出証番号 出証特2003-3109389

【書類名】 特許願

【整理番号】 P03-002

【提出日】 平成15年 3月 4日

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/00

【発明者】

 【住所又は居所】 大阪府枚方市上野 3 丁目 1 - 1 株式会社小松製作所生産技術開発センタ内

 【氏名】 高山 武盛

【特許出願人】

 【識別番号】 000001236

 【氏名又は名称】 株式会社小松製作所

 【代表者】 坂根 正弘

【代理人】

 【識別番号】 100097755

 【弁理士】

 【氏名又は名称】 井上 勉

【手数料の表示】

 【予納台帳番号】 025298

 【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

 【物件名】 明細書 1

 【物件名】 図面 1

 【物件名】 要約書 1

 【包括委任状番号】 9723506

【プルーフの要否】 不要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 転動部材

【特許請求の範囲】

【請求項1】 少なくともV, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5 μ mの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層においてC:0.50～1.5重量%を含有し、転動面層が焼入れられた後、低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相中に前記炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が分散されることを特徴とする転動部材。

【請求項2】 前記転動面層が高周波焼入れ処理によってマルテンサイト組織化され、旧オーステナイト結晶粒が微細化された組織となっていることを特徴とする請求項1に記載の転動部材。

【請求項3】 マルテンサイト母相中に1 μ m以下の微細なセメンタイト粒子を10体積%以下分散させたことを特徴とする請求項2に記載の転動部材。

【請求項4】 前記鋼材として、Si:0.5～3.0重量%もしくはAl:0.20～1.5重量%のいずれか一方または(Si+Al):0.5～3.0重量%を含有し、さらに、Mn, Ni, Cr, Mo, Cu, W, B, Caの一種以上の合金元素とP, S, N, O等の不可避的不純物元素を含有し、残部が実質的にFeからなる鋼材を用いることを特徴とする請求項2または3に記載の転動部材。

【請求項5】 前記鋼材として、少なくとも、Cr:0.3～1.5重量%および/またはV:0.1～0.3重量%を含有し、さらに、Mn:0.2～1.5重量%、Mo:0.5重量%以下、W:0.5重量%以下の一種以上を含有することを特徴とする請求項2～4のいずれかに記載の転動部材。

【請求項6】 焼入れ硬化層中に分散するセメンタイト中のCr濃度が2.5～7重量%の範囲に調整されていることを特徴とする請求項5に記載の転動部材。

【請求項7】 A1温度以下の温度から900～1050℃の焼入れ温度ま

で高周波による10秒以内の急速加熱後に急冷する高周波焼入れ作業によって製造されることを特徴とする請求項1～6のいずれかに記載の転動部材。

【請求項8】 高周波焼入れによる焼入れ硬化層が歯形に沿って形成される高周波輪郭焼入れ歯車であることを特徴とする請求項7に記載の転動部材。

【請求項9】 転動面層において、浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理によって、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2\mu\text{m}$ 以下の窒化物および／または炭窒化物が新たに析出分散され、その転動面層の炭素量がC:0.65～1.5重量%および／または窒素量がN:0.1～0.7重量%に調整されていることを特徴とする転動部材。

【請求項10】 少なくともC:0.20～0.80重量%を含有するとともに、Si:0.5～3.0重量%もしくはAl:0.2～1.5重量%のいずれか一方または(Si+Al):0.5～3.0重量%を含有し、さらに、Mn、Ni、Cr、Mo、V、Cu、W、Ti、Nb、B、Zr、Ta、Hf、Caの一種以上の合金元素とP、S、N、O等の不可避的不純物元素を含有し、残部が実質的にFeからなる鋼材を浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理後に焼入れ焼戻したことを特徴とする請求項9に記載の転動部材。

【請求項11】 前記転動面層が高周波焼入れ処理によってマルテンサイト組織化され、旧オーステナイト結晶粒が微細化された組織となっていることを特徴とする請求項9または10に記載の転動部材。

【請求項12】 前記鋼材において、(Mn+Ni):1.0～2.5重量%、Cr:0.5～1.5重量%、Mo:0.35重量%以下を含有するもしくは、さらに、B:0.0005～0.005重量%を含有することを特徴とする請求項9～11のいずれかに記載の転動部材。

【請求項13】 前記Alを0.2重量%以上含有する鋼において、0.3～1.5重量%のNiが添加されることを特徴とする請求項1～12のいずれかに記載の転動部材。

【請求項14】 滑りを伴う歯車部材であって、歯元部において少なくとも 50kgf/mm^2 以上の圧縮残留応力が残留していることを特徴とする請求項1～13のいずれかに記載の転動部材。

【請求項 15】 前記圧縮残留応力を発生させるために、ショットピーニング等の物理的加工手段を用いることを特徴とする請求項 14 に記載の転動部材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、高周波焼入れ、浸炭焼入れ、浸炭浸窒焼入れ、浸窒焼入れ等によって転動面層を焼入れ硬化して製造される転動部材に関するもので、より詳しくは、歯車の転動時の滑りによる摩耗とピッチング耐力の低下を防止するために、焼入れ時の加熱によってオーステナイト中に固溶しないような V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hf 炭化物、窒化物および／または炭窒化物をあらかじめ分散析出させた鋼材を用いることによって、転動時の滑り中に発生する局部的凝着性を改善し、さらに、300～350℃での低温焼戻し軟化抵抗性を顕著に高める鋼を用いることによって、高周波焼入れ法で歯面を硬化した歯車の耐ピッチング強度を高めた歯車等の転動部材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

従来、建設・土木用機械の減速機などでは、高耐面圧性（200kgf/mm²以上）が重要視される観点から、SCr、SCM、SNCM系低炭素鋼に浸炭焼入れや浸炭浸窒焼入れ処理を施した歯車が一般的に使用されているが、一部、比較的低下面圧（～150kgf/mm²）条件で使用するリングギヤ類では、中炭素鋼および中炭素低合金鋼（0.45～0.6重量％C）に高周波焼入れ等の熱処理を施した歯車が使用されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】

前記建設・土木用機械に使用されている歯車減速機としては、より高出力化とコンパクト化の観点からより高面圧に耐えるとともに、より高強度で、より低コストな歯車が要望されている。

【0004】

また、前記建設・土木用機械は走行時において岩石や構造物等の障害物を乗り

越えたり、旋回しながらそれら障害物を掘削することが多く、それら走行用、旋回用の歯車減速機の歯車に衝撃的な荷重が作用することによって、浸炭焼入れ歯車の破損が問題になる。

【0005】

さらに、高周波焼入れ硬化歯車においては、浸炭焼入れ歯車よりも高靱性であるが、前述のように 150 kgf/mm^2 以上の高面圧下で使用した場合にはピッチング、スカuffing および早期摩耗などの耐面圧強度面での不具合が発生し易い問題がある。また、浸炭焼入れ硬化歯車においては、 230 kgf/mm^2 以上の高面圧下での使用に対して十分な耐久性がなく、コンパクト化のための面圧強度が十分でない問題がある。

【0006】

本発明は、前述のような問題点を解消するためになされたもので、滑りを伴う転動条件で使用する歯車では、その耐面圧強度が境界潤滑下で滑りに伴う局所的な凝着による発熱によって歯面温度が 300°C まで上昇することに着眼し、転動面の高周波焼入れによってオーステナイト中にほとんど固溶しない V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hf のうちの一種以上の炭化物、窒化物および／または炭窒化物を歯面にあらかじめ分散させておくことによって歯面の耐焼付き性を改善すること、さらに、 300°C の低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を効果的に高める Al および／または Si を多く添加した鋼材を用いて、 300°C での焼戻し硬さが HRC 50 以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供することを目的とし、さらに、その鋼材において Al と Ni をより適正に複合添加することによって、その高硬度状態においても高靱性化させた転動部材を提供することを目的とするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段および作用・効果】

浸炭焼入れ処理を施した SNCM815、SCM420、SCr420、SMnB420 鋼（浸炭肌焼鋼）について、それらの滑りを伴う転動面圧強度（ピッチング強度）を面圧 $375 \sim 220 \text{ kgf/mm}^2$ の範囲で予備調査した結果、 10^7 回転でピッチングが発生し始める面圧は 210 kgf/mm^2 であり、各

面圧でピッチングが発生した転動面最表面層のマルテンサイト相のX線半価幅は4～4.2°に減少するとともに転動面最表面層において顕著な軟化が認められる。

【0008】

また、S55C炭素鋼を焼入れ焼戻し処理によってHRC61～62に調整した炭素鋼について、面圧250kgf/mm²での転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ180kgf/mm²であり、面圧250kgf/mm²でピッチングが発生した転動面のマルテンサイト相のX線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に3.6～4.2°に減少している。

【0009】

さらに、共析炭素鋼(1)(0.77重量% C)についてもその転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ230～240kgf/mm²であり、ほぼ同じ炭素量からなる前記浸炭肌焼鋼の転動面圧強度とほぼ同じであり、浸炭肌焼鋼の方が転動表面の粒界酸化層や不完全焼入れ層が存在することによる転動面圧強度のバラツキによる低下が見られることがわかった。

【0010】

また更に、球状化处理した共析炭素鋼(2)(0.85重量% C、0.43重量% Cr)の転動面を高周波焼入れしたものの転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ260～270kgf/mm²であり、前記共析炭素鋼(1)(0.77重量% C)の転動面圧強度に比べ高強度化され、この原因が転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約2体積%分散していることによることがわかった。

【0011】

さらに、前記微細なセメンタイト粒子を分散させる(約2体積%)と同時にマルテンサイト硬さを高める観点から、約1.0重量%炭素と1.5重量%のCrを含有するSUJ2を840℃から焼入れた後にHRC62.5になるように焼戻したものの転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生

し始める面圧がほぼ 270 kgf/mm^2 であり、前記共析鋼のそれとほぼ同じ強度を示し、面圧 250 kgf/mm^2 でピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相の X 線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に $4.2 \sim 4.5^\circ$ に減少していることがわかった。また、前記微細なセメンタイト粒子をより多く分散させるために、球状化処理を施した S U J 2 を加熱温度 $950 \sim 980^\circ\text{C}$ で高周波焼入れしたものの転動面圧強度が先の 840°C から焼入れしたものに比べて、 300 kgf/mm^2 にまで改善されており、この原因が転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約 10 体積% 分散していることによることがわかった。

【0012】

さらに、炭素が 0.46、0.55、0.66、0.77、0.85 重量% 含有される炭素鋼を 820°C から焼入れ、 $100 \sim 350^\circ\text{C}$ で各 3 時間焼戻したときの硬さと X 線半価幅を調査し、さらに、すでに公開されているこれらに関するデータ（例えば材料、第 26 巻 280 号、P 26）を参考にして検討した結果、マルテンサイト相の X 線半価幅が $4 \sim 4.2^\circ$ になる硬さはほぼ H R C 51～53 に焼戻される状態に相当し、例えば浸炭肌焼鋼の表面炭素濃度がほぼ 0.7～0.9 重量% に調整されていることを参考にすると、その焼戻し温度はほぼ 300°C に相当することがわかった。

【0013】

以上の予備試験結果から、歯車が高面圧下で噛み合う際に発生する熱によって歯面最表面部が焼戻され、軟化することによって、ピッチングを発生することを明らかにし、さらに、浸炭焼入れ歯車並みのピッチング強度を得るための指標としては 300°C での焼戻し硬さが H R C 53 以上となることが必要であることを明らかにした。

【0014】

また、S C M 4 2 0 鋼に浸炭焼入れ処理を施した浸炭硬化層の 300°C 焼戻し硬さと、単に焼入れ処理を施した共析炭素鋼の 300°C 焼戻し硬さの比較において、焼戻し軟化抵抗性に対する C r , M o の改善がほとんど確認されないために、高周波焼入れ法によって浸炭焼入れ歯車以上のピッチング強度を付与するため

には、ほぼ300℃での低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を高める新たな合金設計が必要となること、および、前記共析炭素鋼(2)(0.85重量% C)、S U J 2の転動面圧強度の改善作用のように粒径が0.1~1.5 μ mの微細なセメンタイト粒子などをマルテンサイト相中に分散させることが面圧強度を効果的に改善させることを明らかにした。

【0015】

また、前記セメンタイト粒子の分散が耐面圧強度を改善するメカニズムは、境界潤滑状態における摺動時の転動面での耐焼付き性が硬質なセメンタイトの分散によって顕著に改善され、転動面における最表面温度の低減と耐摩耗性の改善によることは明らかであり(硬質粒子分散効果と呼ぶ)、その耐焼付き性をより効果的に改善するために、後述のように、その硬質粒子として鋼との凝着性が極めて少ないV, T i, Z r, N b, T a, H f等が形成するMC型炭化物、M(C, N)型炭窒化物、MN型窒化物を利用することが好ましいことを明らかにした。

【0016】

なお、前述の浸炭焼入れによるピッチング強度と同等以上(面圧 $P_{max} = 230 \text{ kg f/mm}^2$ 以上)に耐える高周波焼入れ歯車設計としては、ヘルツ面圧の理論解析に基づいて、面圧値の0.3倍の片振り剪断応力($R = 0$)の疲労強度に耐える硬さが設定されるが、その計算値はほぼHRC53.4であり、前述の予備試験においてピッチングが発生した転動面のマルテンサイト相X線半価幅から求まる硬さ(HRC=53)と極めてよく合致しており、また、その硬さが滑りを伴う転動によって発生する摩擦熱によって、転動面最表面部がほぼ300℃に昇温する時点でピッチングが発生することから、300℃焼戻し硬さが少なくとも $P_{max} = 230 \text{ kg f/mm}^2$ に耐えるためのHRC53以上であるように設定することによって浸炭焼入れ歯車と同等以上の高面圧歯車が開発されることがわかった。

【0017】

なおさらに、実施例2で後述するように、炭素を0.1~1.0重量%含有する炭素鋼の300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = 36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9$$

で記述され、この硬さを基準にして各種合金元素の300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さに対する影響を調査した結果、300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = (36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9) + 4.33 \times Si \text{ (重量\%)} + 7.3 \times Al \text{ (重量\%)} + 3.1 \times V \text{ (重量\%)} + 1.5 \times Mo \text{ (重量\%)} + 1.2 \times Cr \text{ (重量\%)} \times (0.45 \div C \text{ (重量\%)})$$

で記載できることを明らかにした。

【0018】

本発明においては、前述の歯車材料・熱処理設計に基づいて、前記鋼中の各合金成分の含有量（重量%）を次のように限定した。

【0019】

要するに、第1発明においては、少なくともV、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5μmの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層においてC:0.50～1.5重量%を含有し、転動面層が焼入れられた後、低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相中に前記炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が分散されることを特徴とする転動部材を開発した。

【0020】

なお、前記硬質粒子分散効果が作用し始めるのは、通常、0.1体積%以上であり、5.0体積%を越えた場合には摩擦係数の増大による耐焼付き性の減少が起こるとともに相手材に対するアタック性も顕著になることが知られていることから、本発明においては、炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上について、前記分散効果がより明確に現れる0.4体積%を下限值とし、4.0体積%を上限値としたが、前記アタック性を経済性の観点からは、2.0体積%を上限値とすることがより好ましいことは明らかである。

【0021】

なお、前記硬質粒子を、例えば、TiC、V₄C₃とした場合には、TiC、

V_4C_3 の比重がそれぞれほぼ4.9、5.65 g r / c m³であることから、0.2重量%のTi添加によって(0.25重量%のTiCが形成され、)ほぼ0.4体積%のTiCが形成されること、 V_4C_3 は高周波加熱条件によってはオーステナイト中へのVの固溶が無視できない(最大で0.3重量%V)ことを考慮して、2.0重量%のV添加によってほぼ2体積%の V_4C_3 が形成されることから、前記炭化物、窒化物および／または炭窒化物を形成する合金元素の添加量を0.2～2.0重量%とした。

【0022】

さらに、これらの炭化物をあらかじめ分散させた鋼材においては、それら炭化物の形成に消費される炭素量と、前記各種焼入れによって高硬度で高靱性なマルテンサイト母相を得るための炭素含有量(0.35～0.9重量%)をあわせて鋼材炭素量を設定しておくことが必要であって、本発明の転動面層における炭素量は0.5～1.5重量%と設定されるものであって、高周波焼入れおよび浸窒、浸炭もしくは浸炭浸窒処理後高周波焼入れ処理で、転動面層を焼入れ硬化する転動部材においては、利用する鋼の炭素含有量を0.5～1.5重量%とするが、浸窒、浸炭もしくは浸炭浸窒処理後油焼入れ処理で転動面層を焼入れ硬化する転動部材においては、0.2～0.8重量%に調整しておくことが好ましいことは明らかである。

【0023】

また、前記転動面での耐焼付き性や耐摩耗性を効率的に改善するためには、前記鋼の溶製段階で析出分散させる炭化物、窒化物および／または炭窒化物が比較的大きいことが必要であって、それらの平均粒径としては、前述のSUJ2でセメントタイトの分散粒径(0.2～1.5 μ m)から0.2 μ m以上が好ましく、かつ、摺動時の相手材へのアタック性を考慮した場合には5 μ m以下にしておくことが望まれる。(なお、溶製後の鍛造条件によっても微細化されるが、後述のTiCでは5 μ m以下、 V_4C_3 では2 μ m以下のサイズでほぼ均一に分散調整されることがわかる。)

【0024】

なお、前記転動部材を歯車として適用する場合においては、前記炭化物、窒化

物および／または炭窒化物による内部切り欠き作用で歯元曲げ疲労強度の低下が危惧されるので、第2発明においては、前記転動面層を短時間の高周波加熱後の焼入れによって、転動面層の旧オーステナイト結晶粒径をASTM10番以上に微細化し、圧縮残留応力を付加することによって十分対策することとした。さらにまた、歯面、歯元へのショットピーニング処理を施すことによって転動面層の最表面部において、 50 kgf/mm^2 以上の圧縮残留応力を確実に付与することとした（第14発明、第15発明）。

【0025】

前記硬質粒子分散効果は、後述するように炭素鋼（S55C）にTiC、 V_4C_3 （No. P7, No. P2）を分散させた高周波焼入れ歯車がほぼSCM420浸炭歯車と同じ面圧強度を示すことを確認したことから、その改善効果が歯面での高面圧下での摺動時の耐焼付き性を改善し、スコアリングの発生や歯面温度の上昇を抑えることに起因していることは明らかであり、安価な高周波焼入れ歯車を製造するのに好ましいことがわかる。さらに、第3発明、第4発明においては、より面圧強度を向上し、コンパクトな高強度歯車とするために、前述のように、短時間の高周波加熱（ $900\sim 1050^\circ\text{C}$ ）後に焼入れ処理を施す高周波焼入れを適用することによって、転動面層におけるマルテンサイト母相中に $1\mu\text{m}$ 以下の微細なセメンタイト粒子を追加して10体積%以下分散させること（第3発明）と、低温の焼戻し軟化抵抗性を高めるSiおよび／またはAlを含有させた鋼材を用いた転動部材を開発した（第4発明）。

【0026】

なお、前記セメンタイトはその硬さがほぼ $H_v850\sim 1000$ であり、マルテンサイト母相硬さと大きな差異が無いことから、相手材料に対するアタック性が少なく、前記硬質粒子分散効果の作用量が小さく、前述のSUJ2高周波焼入れ転動面層のセメンタイト分散量（約10体積%）を考慮して10体積%以下が有効であることは明らかである。

【0027】

前記高周波焼入れ時の加熱温度は炉加熱を主体とする浸炭焼入れ等の焼入れ温度と比べ $900\sim 1050^\circ\text{C}$ と極めて高いために、例えば高周波焼入れ用鋼とし

で多く用いられる炭素鋼を用いた転動部材表面層にセメンタイトを分散させた焼入れ硬化層を形成させることが難しい。この問題を解決するために、第5発明においては、フェライト相 (α Fe 相) とセメンタイトが共存する状態において、セメンタイトに最も顕著に濃縮する合金元素 Cr を鋼材中に 0.3 ~ 1.5 重量% の範囲で添加し、さらに、第6発明においては、セメンタイト中に Cr を 2.5 ~ 7.0 重量% の範囲に濃縮させ、高周波加熱中のオーステナイトへのセメンタイトの固溶を遅らせることを図った。

【0028】

なお、高周波焼入れ処理に供する鋼におけるセメンタイト中の Cr 濃度は、その前組織である (フェライト + セメンタイト) 二相組織におけるセメンタイトへの Cr の濃縮度によって決められるものであり、例えば 700℃ でその二相組織を十分に加熱すると、セメンタイト中の Cr 濃度はフェライト中の Cr 濃度の約 2.8 倍に濃縮することが知られており (600℃ 加熱では約 3.5 倍)、この Cr の濃縮したセメンタイトが加熱中のオーステナイトへ固溶するが、その際のセメンタイトの固溶機構 (速度) は図1に示される加熱温度における Fe - C - M (合金元素) 三元系状態図とその図中に示される炭素の等活量線図 (等炭素活量線図) の関係から説明することができる。

【0029】

図1は、炭素との親和力の強い Cr と類似の合金元素を添加した Fe - C - M 三元系状態図を模式的に示したものであり、図中の A 点で示す組成の鋼中の炭素活量と等しい炭素活量は図中の A 点を通る細線のように、M 元素添加によって炭素活量が低下することから等炭素活量線は右肩上がりに推移し、セメンタイトの固溶度線と交わり、その交点 (B 点) と平衡する M 元素が含有したセメンタイト組成点 (C 点) と直線的に結ばれるものである。

【0030】

その他の等炭素活量線 (細線) は、各炭素活量に応じて計算されるものであり、炭素濃度が高くなるほど炭素活量は大きくなるが、Fe - C 軸 (Fe - C 二元系) での黒鉛の固溶度 (D 点) が炭素活量 $A_c = 1$ と定義されるものである。

【0031】

前記図 1 中に使用する鋼材組成 A 点における、焼入れ前組織におけるフェライトとセメンタイトの組成は E 点、F 点で与えられ、焼入れ加熱温度に急速に加熱された温度における F 点組成のセメンタイトが合金元素 M をその場に残して、極めて拡散性の大きい炭素だけが急速にオーステナイト中に固溶する場合のセメンタイト界面と局所平衡するオーステナイト界面組成 G 点の炭素活量が鋼材組成の A 点の炭素活量より大きいことから、炭素の化学ポテンシャルの勾配によって急速に拡散し、セメンタイトが固溶した位置と元フェライトであった位置において、まず図 1 中の等炭素活量線に沿って炭素が均質化した後に（矢印 \longleftrightarrow で示す）、合金元素が均質化することがわかる。

【0032】

しかし、鋼中への合金元素添加量がより多く添加され（H 点）、セメンタイト中により多くの合金元素が濃縮する（J 点）場合においては、セメンタイトが合金元素 M をその場に残して炭素だけが固溶するとした時のセメンタイトと平衡するオーステナイト中の炭素活量が（K 点）、元の A 点組成の炭素活量より低くなることから、K 点を通る等炭素活量線に沿って極短時間で炭素は拡散するが、それ以上の固溶が進行し、セメンタイトが完全に固溶する間には K 点からセメンタイトの固溶度線に沿っての B 点への合金元素の拡散なしにセメンタイトが固溶できないことがわかり、セメンタイトの固溶が合金元素 M の拡散に律速されながら急速に遅くなることがわかる。また、セメンタイトが完全に固溶するための時間は、元の C 点組成を通る等炭素活量線とセメンタイト固溶度線との交点とセメンタイト中の B 点との合金元素濃度差が大きくなるほど遅くなることが明らかであり、高周波加熱・焼入れによるセメンタイトの分散が容易に行われることがわかる。

【0033】

さらに、第 7、8 発明においては、オーステナイト（ γ 相）へのセメンタイトの固溶時間が 10 秒以内に制御される高周波加熱・焼入れ処理が施すことによって、セメンタイトが未固溶状態で分散しているマルテンサイト母相中の炭素濃度は、炭素拡散で支配される K 点を通る等炭素活量に相当する炭素濃度と等しくなり、それに応じたマルテンサイトの硬さが得られるが、その母相となる γ 相の焼

入れ性は元のフェライト中の合金元素濃度と前記の γ 相中の炭素濃度でほぼ決まり、鋼材への添加濃度から計算される焼入れ性(DI値)より大きく低下することがわかるので、歯車にこの原理を適用することによって、焼入れ硬化層が歯形状に沿って形成され易くなり、歯形に沿って圧縮残留応力を発生させて焼割れを防止するとともに、歯元、歯底部の曲げ疲労強度をより高めた歯車部材を開発した。また、前記焼入れ性の低下割合は、焼入れ前組織中のセメンタイトに合金元素が濃縮するほど大きくなり、Cr、Mn、Moのセメンタイトに濃縮し易い元素ほどその低下は顕著に起こることも明らかである。

【0034】

より具体的にするために、図2に示すFe-C-Cr三元系状態図と等炭素活量線図(at 1000℃)を使って1000℃にすばやく加熱して焼入れ処理を行う高周波焼入れの場合を以下に検討する。

【0035】

(1) 急速にセメンタイトが固溶する場合(セメンタイト中のCr濃度が低い場合)

図2中のA点(0.8重量% C, 0.4重量% Cr)で示す鋼を(セメンタイト+フェライト)共存領域の700℃で十分加熱するとB点(セメンタイト、2.6重量% Cr)とC点(フェライト、0.09重量% Cr)の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる1000℃に急速加熱すると、B点、C点はA点に向かって均質化していくことになるが、前述のように、B点のセメンタイト中の合金元素がオーステナイト中をほとんど拡散しない間に炭素がフェライト組成を持っていたオーステナイト(C点)にD点を経由しながら矢印(↑↓)で示すように急速に拡散し、セメンタイトを固溶した後、A点を通る炭素の等活量線(等炭素活量線)で平衡化し、その後の加熱によってCr元素がA点に向かって均質化することで、より迅速なセメンタイトの固溶を達成することができ、マルテンサイト母相の炭素濃度もほぼA点と同じ炭素濃度となって、より高硬度なマルテンサイトが得られることがわかる。

【0036】

(2) セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合1

図2中のE点(0.8重量% C, 1重量% Cr)で示す鋼をフェライトとセメンタイト共存領域の700℃で十分加熱するとG点(フェライト、0.24重量% Cr)とF点(セメンタイト、6.61重量% Cr)の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる1000℃に急速加熱すると、前述の例のごとく、F点はH点に向かって固溶していくことになるが、H点(セメンタイトが固溶する場合のセメンタイトと等炭素活量の関係にあるオーステナイト界面)での炭素活量が元のE点の炭素活量よりも低くなるために、まずH点を通る等炭素活量線までセメンタイトが炭素拡散律速機構で固溶した後、セメンタイトと平衡する γ 相組成(H点)がセメンタイトの固溶度線に沿ってE点と等炭素活量の関係にあるセメンタイトの固溶度線上のI点にCrの拡散を伴いながらセメンタイトを固溶し、オーステナイト(γ)組成がI点に到達した時点でセメンタイトが完全に固溶することがわかる。また、焼入れ後のマルテンサイト母相中の炭素濃度は約0.6重量%となり、非常に硬質なマルテンサイト中に約3体積%のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかる。

【0037】

(3) セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合2

前記(2)の場合におけるH点は、セメンタイトと異なる Cr_7C_3 炭化物とオーステナイト(γ 相)が平衡し、非平衡なセメンタイトとオーステナイト(γ 相)の二相平衡がセメンタイトの固溶過程において成り立つと仮定しているが、このセメンタイトの固溶過程において、 Cr_7C_3 炭化物の固溶度線上のJ点を通る等炭素活量線(約0.2)までは、炭素拡散律速でセメンタイトが固溶するが、それ以後のセメンタイトの固溶は、セメンタイト消失前に Cr_7C_3 炭化物が形成される必要性のないように、オーステナイト(γ 相)界面組成は、少なくとも Cr_7C_3 炭化物が析出しなくても良い(オーステナイト(γ 相)+セメンタイト+ Cr_7C_3)三相共存領域のK点に到達する拘束条件が加わるためにセメンタイトの固溶がより遅延されることがわかる。この場合の前記高周波加熱・焼入れによって得られるマルテンサイト母相中の炭素濃度は約0.45重量%となり、硬質な(HRC 57~61)マルテンサイト母相中に約5体積%のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかる。

【0038】

なお、前述の検討結果から、セメンタイトの顕著な遅延が発生する限界点は1000℃の加熱条件ではセメンタイト中のCr濃度が約3重量%に濃縮する（J点）場合であることは明らかであり、900℃の加熱では約2.5重量%であるので（第6発明）、例えば、C:0.55重量%、Cr:0.3重量%を含有する鋼を700℃で加熱する場合のセメンタイト中の[Cr濃度] $=\alpha_{KCr} \times$ 鋼中のCr濃度 $\div (1 - (\text{鋼中の炭素濃度} / 6.67) \times (1 - \alpha_{KCr}))$ は2.6重量%と算出されることから、Crの下限添加量はほぼ0.3重量%であり、好ましくは0.4重量%以上であることがわかる（第5発明）。ここで、 α_{KCr} はフェライト相とセメンタイト間のCrの濃縮性をあらわす分配係数であって、分配係数 $\alpha_{KM} = \text{セメンタイト中のM元素濃度（重量\%）} \div \text{フェライト中のM元素濃度（重量\%）}$ と定義されるものであり、各合金元素の分配係数（700℃での）は、

$\alpha_{KCr} = 28$ 、 $\alpha_{KMn} = 10.5$ 、 $\alpha_{Kv} = 9.0$ 、 $\alpha_{KMo} = 7.5$ 、 $\alpha_{KW} = 2.0$ 、 $\alpha_{KNi} = 0.34$ 、 α_{KSi} 、 $Al \div 0$ であることが知られており、Crが各種合金中で最もセメンタイトへ濃縮することがわかる。

【0039】

さらに、前記900～1050℃で高周波加熱・焼入れ法を転動部材に適用するために、その焼入れ後に140℃以上の焼戻し処理したマルテンサイト母相硬さを少なくともHRC55以上に高める必要があることから、マルテンサイト母相中の炭素濃度を0.40重量%、より好ましくは0.5重量%以上に高めるために、セメンタイト中のCr濃度が7重量%以下となるように調整することが必要であることがわかる。よって、本発明においては、セメンタイト中のCr濃度が2.5～7重量%の範囲で調整されるのが好ましいことがわかる（第6発明）。

【0040】

また、前記炭素拡散律速で拡散する時のマルテンサイト母相中の炭素濃度が約0.9重量%以上になると、前記高周波加熱・焼入れ時の焼割れ性が高まり易いことから、その炭素濃度が0.40～0.9重量%となるように調整されるこ

とが好ましいので、鋼材炭素量は未固溶セメンタイト量を2～10体積%とする
と、0.55～1.5重量%で適用できることがわかる。

【0041】

したがって、0.55～1.5重量%の炭素量を添加するときのCr量として
は1.8重量%以下であることが好ましいが、経済的な観点からは1.5重量%
以下で調整されることが好ましい。さらには、後述するように歯車用鋼材に適用
する場合においては、焼入れ性を抑えるために、1.0重量%以下で使用される
ことが好ましい（第5発明）。

【0042】

またさらに、前述のフェライトとセメンタイト間の合金元素の分配係数 α_{KM}
が大きいV、Cr、Mo、Wがセメンタイトへの濃縮傾向が大きいだけでなく、
前記（3）の関係で記載したような Cr_7C_3 炭化物の存在と同様に、 $Fe_2Mo_2C_6$ 、 V_4C_3 、WC特殊炭化物が存在することから、 Cr_7C_3 と同様
の検討がされ、セメンタイト中のV、Mo、W濃度がそれぞれ0.3重量%V、
1重量%Mo、1重量%W以上に調整されることが必要とわかり、その結果、V
: 0.1重量%以上、Mo : 0.3重量%以上およびW : 0.5重量%以上の添
加によって前記セメンタイトの固溶遅延が発現されるので、本発明においては少
なくともCrが0.3重量%以上および／またはVが0.1重量%以上添加され
るものとし、Mo、Wが必要に応じて複合添加されることが好ましいものとした
。

【0043】

なお、Vは前述のように0.3重量%を越えると V_4C_3 炭化物が高周波焼入
れ後のマルテンサイト母相中に残留するようになり、かつ、 V_4C_3 が顕著な前
述の硬質粒子分散効果を発揮することから、V添加量範囲としては0.1～2.
0重量%が好ましいことがわかる。

【0044】

また、MnはV、Moよりも α_{KMn} が大きく、セメンタイト中に顕著に濃縮
する元素であるが、オーステナイト状態での特殊炭化物の存在が無く、かつ、通
常添加される鋼組成範囲（～1.5重量%）においては（セメンタイト中～8.

5重量%Mn)、セメンタイトの炭素の流出を阻害するMnによる炭素活量の低下も顕著でないことは明らかであるので、Mnは1.5重量%以下を適量とできることは明らかである。

【0045】

なお、前記セメンタイトとフェライト間の分配係数 α_{KM} は前述のように700℃で十分加熱したときのものであって、例えば加熱温度を600℃に下げた時にはそれらの分配係数はより大きくなり、Cr、Mn、V、Moはよりセメンタイトに濃縮されるが、その加熱が短時間すぎた場合には十分に濃縮されないのでは、あらかじめ鋼の共析温度以下で加熱処理しておくことが好ましいことは明らかである。

【0046】

さらに、前記転動面層のマルテンサイト母相中にパーライト組織の板状セメンタイトや粗大セメンタイト粒子が分散することは強度的に好ましくないことは明らかであり、高周波焼入れの前処理として、セメンタイトを粒状化し、平均粒径1 μ m以下に微細化しておくことがより好ましいことは明らかであるが、そのセメンタイト粒子の微細化は α_{KM} の大きな元素を添加することが必要であり、セメンタイトへの濃縮傾向が最も大きいCrを添加することが好ましいことは明らかである。

【0047】

また、前述のように高周波焼入れ前組織をセメンタイト球状化組織とする場合においては、素材調質（焼入れ焼戻し熱処理）による球状化を図る場合には、一旦深いマルテンサイト層を形成する必要があるために、必然的に焼入れ性の高い鋼を使う必要があるが、本発明においては球状化焼きなまし処理によって実施されることが好ましく、とりわけ、共析温度を顕著に高めるSi、Alを多量に添加する鋼においては、その熱処理時間が大幅に短縮できる特徴を有している（第4発明）。

【0048】

前記高周波焼入れを実施して利用する転動部材は、その際の加熱均質時間が数秒以内であることが多く、前述のようにセメンタイトにCr、Mo、V、Mn等

を濃縮して高周波焼入れした場合に、マルテンサイト母相内での合金元素の均質化はほとんど進まないことが多く、焼戻し軟化抵抗性が低下することによって、前述の転動面強度に対するセメンタイトによる粒子分散効果が十分に発現されず、浸炭焼入れ転動部材に較べてもその面圧強度が改善されないことが危惧されるために、第4発明においては、セメンタイト中にほとんど濃縮せず、マルテンサイト母相に効率良く残留して、マルテンサイト母相の焼戻し軟化抵抗性を高め、少なくとも前記鋼材に、 $\text{Si} : 0.5 \sim 3.0$ 重量%もしくは $\text{Al} : 0.20 \sim 1.5$ 重量%のいずれか一方または $(\text{Si} + \text{Al}) : 0.5 \sim 3.0$ 重量%を含有し、さらに、 Mn , Ni , Cr , Mo , Cu , W , B , Ca の一種以上の合金元素と P , S , N , O 等の不可避的不純物元素が含有され、残部が実質的に Fe からなるとともに、

$$5 \leq 4.3 \times \text{Si} (\text{重量}\%) + 7.3 \times \text{Al} (\text{重量}\%) + 3.1 \times \text{V} (\text{重量}\%) + 1.5 \times \text{Mo} (\text{重量}\%) + 1.2 \times \text{Cr} (\text{重量}\%) \times (0.45 \div \text{C} (\text{重量}\%))$$

の関係を満足するように調整されてなる鋼材を焼入れ処理もしくは高周波焼入れ処理後に 300°C 以下の焼戻し処理を施し、その表面硬化層が 300°C の焼戻し処理によっても $\text{HRC} 50$ 以上の硬さが確保されるようにしたことを特徴とする鋼材を用いること特徴とする高周波焼入れ転動部材を開発した。

【0049】

なお、前述の S55C 炭素鋼の 300°C 焼戻し硬さは $\text{HRC} 47$ であり、このマルテンサイト母相中に前記硬質粒子分散させた場合において、ほぼ浸炭焼入れ歯車の面圧強度に匹敵することを考慮して、本発明においては 300°C の焼戻し処理によってもマルテンサイト母相の硬さが $\text{HRC} 50$ 以上となるようにしたが、より面圧強度を高めた転動部材としては、その硬さが $\text{HRC} 53$ 以上であることがより好ましい。

【0050】

また、本発明では、 Si , Al 等のフェライト安定化元素を多量に添加するので、高周波焼入れ時においてフェライト相が焼入れ硬化層に残留する危険性がまず検討される必要があるが、図3に示すように3重量% Si を添加した鋼におい

ては炭素量を 0.35 重量%以上で、より好ましくは 0.45 重量%以上に添加することによって高周波焼入れ時の加熱温度 (900~1050℃) において十分にオーステナイト化することがわかる。また、Si の代わりに Al を添加する場合においては、Al は Si の 2 倍以上のフェライト安定化能力を持つことから、本発明においては 1.5 重量%を Al 上限添加量とすることが好ましいことは明らかである。

【0051】

前記高周波焼入れの前組織として、(フェライト+パーライト) 組織であっても、粗大なフェライトが存在する場合には、短時間の高周波加熱によって均質化され難いことから、本発明のように前記 Ti, V, Zr, Nb, Ta, Hf の炭化物、炭窒化物を含有し、(フェライト+パーライト) 組織を細かくし、粗大フェライトの発生を抑えることや鋼中の炭素量を 0.6 重量%以上に調整することが好ましいことは明らかである。

【0052】

なお、Cr, Mn, Mo は鋼の焼入れ性を顕著に高め、高濃度な炭素を含有する鋼においては高周波焼入れ焼入れ時の焼割れ性が高まるために、Cr、Mo をセメンタイト球状化处理の A1 点~550℃加熱状態で十分にセメンタイト中に十分濃縮させ、そのセメンタイトを残留させるように高周波焼入れすることによって、オーステナイトの焼入れ性を大幅に低減することが好ましく、とりわけ Mn は鋼の焼入れ性を最も高める元素であり、Cr の添加によって前述のように残留するセメンタイト中に Mn を濃縮させることは高周波焼入れによるオーステナイトの焼入れ性を低減する作用が発現されるので、第 6、第 7 発明のように高周波加熱・焼入れ法で歯車を歯形に沿って焼入れ硬化させる輪郭焼入れにとって都合が良いが、より好ましくは、鋼材における Mn 添加量を 0.2~0.5 重量%に制限することが好ましいことは明らかであり、第 5 発明においては、転動部材に利用する鋼として、少なくとも Cr: 0.3~1.5 重量%および/または V: 0.1~0.3 重量%を含有し、さらに、Mn: 0.2~1.5 重量%、Mo: 0.5 重量%以下、W: 0.5 重量%以下の一種以上を含有することが好ましく、さらに、Mn: 0.2~0.5 重量%に制限することがより好ましいことは

明らかである。

【0053】

さらに、第9発明においては、前記V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2 \sim 5 \mu\text{m}$ の炭化物、窒化物および／または炭窒化物や $1 \mu\text{m}$ 以下のセメントナイト粒子を分散させた転動面層に、浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理によって、V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2 \mu\text{m}$ 以下の窒化物および／または炭窒化物が新たに析出分散され、その転動面層の炭素量がC: $0.65 \sim 1.5$ 重量%および／または窒素量がN: $0.1 \sim 0.7$ 重量%に調整されていることを特徴と高耐面圧強度に優れた転動部材を開発した。

【0054】

前述のように、あらかじめV, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2 \sim 5 \mu\text{m}$ の炭化物、窒化物および／または炭窒化物を分散させた鋼に、浸炭、浸炭浸窒、浸窒処理を施した場合においては、マトリックス中に固溶するV, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfがより微細な窒化物や炭窒化物として析出することや、マトリックス中に固溶するV, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfがより固溶度の小さな炭窒化物として、あらかじめ分散している炭化物が炭窒化物に変化するとともに部分的に一旦再固溶してより安定な炭窒化物として $0.2 \mu\text{m}$ 以下の微細に析出することが起こり、その転動面層の耐焼付き性が画期的に改善されると同時に耐面圧強度が改善されることを明らかにした。

【0055】

なお、前記浸炭、浸炭浸窒、浸窒処理で極めて細かな窒化物および／または炭窒化物を新たに分散させる層深さは、その分散作用が摺動面における耐焼付き性の改善と転動面層の焼戻し軟化が最表面層部に集中することおよび、歯車部材などの転動面摩耗寿命が $100 \mu\text{m}$ までの範囲で決定されることから、経済的な観点から $100 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましいことは明らかである。

【0056】

前記転動面層の焼入れ方法としては高周波焼入れを前提にして、安価な転動部

材に関する開発であるが、前記V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2 \sim 5 \mu\text{m}$ の炭化物、窒化物および／または炭窒化物をあらかじめ分散させておくこと、 $1 \mu\text{m}$ 以下のセメンタイト粒子を分散させた転動面層に、浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理によって、V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2 \mu\text{m}$ 以下の炭化物、窒化物および／または炭窒化物を新たに析出分散させることによって転動面層の耐面圧強度を改善する手法は、浸炭焼入れ、浸炭浸窒焼入れ方法によっても同様に適用できることは明らかである。(第1、9発明)

【0057】

さらに、浸炭もしくは浸炭浸窒処理後に油焼入れして転動面層を硬化する方法を適用する場合においては、少なくともC: $0.20 \sim 0.80$ 重量%を含有するとともに、Si: $0.5 \sim 3.0$ 重量%もしくはAl: $0.2 \sim 1.5$ 重量%のいずれか一方もしくは(Si+Al): $0.5 \sim 3.0$ 重量%を含有し、さらに、Mn, Ni, Cr, Mo, V, Cu, W, Ti, Nb, B, Zr, Ta, Hf, Caの一種以上の合金元素とP, S, N, O等の不可避的不純物元素が含有され、残部が実質的にFeからなる鋼材を浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理後に焼入れ焼戻した転動部材が好ましいことは明らかである。(第10発明)

【0058】

前記鋼材において、(Mn+Ni): $1 \sim 2.5$ 重量%、Cr: $0.5 \sim 1.5$ 重量%、Mo: 0.35 重量%以下を含有するかもしくは、さらに、B: $0.0005 \sim 0.005$ 重量%を含有することが焼入れ温度を低く抑えるとともにその焼入れ性を確保する観点から好ましいことは明らかである。(第12発明)

【0059】

またさらに、第13発明においては、前記添加量のAlとNi: $0.3 \sim 1.5$ 重量%を共存させることにより、顕著な強靱性作用が発現することをすでに特願2002-135274号で報告しており、とりわけ、 0.6 重量%および 1.2 重量%炭素を含有する高硬度マルテンサイト組織においても優れたシャルピー衝撃特性を示すことは、歯車の耐衝撃荷重を画期的に改善できる歯車材料として有効であることは明らかである。本発明ではNi添加が鋼材をより高価なもの

とするために、1.5重量%以下とした。

【0060】

前記滑りを伴う転動部材が、浸炭焼入れもしくは浸炭浸窒焼入れ歯車部材であった場合においても、前記炭化物、窒化物および／または炭窒化物等の内部切り欠き作用による歯元曲げ強度の劣化を抑えるために、歯元部において少なくとも 50 kgf/mm^2 以上の圧縮残留応力が残留しているように、ショットピーニング等の物理的加工手段を使った歯車部材が好ましいことは明らかである。(第14, 15発明)

【0061】

なお、前記各発明につながる各合金元素の働きについてまとめて次に記述する。

【0062】

V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hf: 0.2~2.0重量%

前記合金元素は鋼中の炭素、窒素と反応してMC型炭化物、窒化物およびM(CN)型炭窒化物を形成し、また、鋼中に対する固溶度が極めて小さいことから、製鋼段階で容易に鋼中に微細に分散析出するが、これらの物質は、鋼の焼入れ硬化層に較べても極めて硬質(ビッカース硬さで1500以上)で優れた熱的、化学的に安定性を持ち、例えば超硬、サーメットのように極めて高温にさらされる工具においても優れた耐摩耗性と耐焼付き性を示していることから明らかなように、これらの微量の分散によって摺動時の耐焼付き性を改善するが、多量に分散した場合においては、摺動時の摩擦係数が大きくなり、耐焼付き性の劣化と相手材料に対するアタック性が顕著になる問題がある。したがって、本発明においては0.4~4体積%の範囲に分散量を限定して、耐焼付き性の改善を適正化した。

【0063】

前記合金元素のうち、 V_4C_3 炭化物は比較的オーステナイトに対する固溶度が大きく、高周波加熱条件によっては0.3重量%V相当量が固溶するために、V添加量は0.4~2重量%とすることが好ましいが、さらに、0.1重量%以上のVの添加によって高周波加熱によるセメンタイトの固溶を遅延することから

、セメンタイト粒子を転動面層に有効に残留させる働きを持つことから、V添加量の下限值としては0.1重量%とした。また、前述のように、Vは低温焼戻しの軟化抵抗性を高めるとともに、より高温度の焼戻し軟化抵抗性ではSi、Alよりも更に顕著な軟化抵抗性を示すことから、より好ましくは0.1重量%以上を積極的に添加することが好ましい。

【0064】

また更に、高周波焼入れの加熱時に過熱しすぎた場合においてもオーステナイト中に前記炭化物、窒化物および／または炭窒化物を分散させることによってオーステナイト結晶粒の粗大化を防止できることは極めて好ましいことである。

【0065】

Si：0.5～3.0重量%

Siは300～350℃以下の低温焼戻し温度域での焼戻し軟化抵抗性を顕著に高める元素であり、その焼戻し軟化抵抗性を高める機構としては低温度で析出するε炭化物をより安定化し、セメンタイトの析出をより高温度側に引き上げることによって軟化を防止することが示されている。

【0066】

Siの下限添加量は、1重量%当りのSiの300℃焼戻しでの軟化抵抗△HRCが4.3であることと、0.55重量%炭素から求まる300℃焼戻しのベース硬さがHRC47.6であることから、300℃焼戻し硬さHRC50を確保するためのSi添加量は約0.5重量%であり、さらに、0.15重量%のSiが共存する場合のAl添加量は約0.25重量%であることから、Si、Al添加下限量と設定した。

【0067】

また、そのSi上限量は前述の炭素量0.4～0.8重量%の範囲でAc3変態温度が900℃を越えないようにし、むやみに高周波焼入れ温度を高くしないようにするために3.0重量%としたが、浸炭、浸炭浸窒処理後に油焼入れする場合においては、その鋼材の炭素量を0.2～0.8重量%にする必要があることから、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を2重量%に抑えることが好ましいことは明らかである。

【0068】

Al: 0.25~1.5重量%

Alは強力な脱酸作用を示すことおよび、鋼中に含有される不純物元素であるP、Sを結晶粒界から排斥する作用が強力であることから鋼材の清浄度化に有効であること、さらに、本発明では、AlがSiよりも低温焼戻し軟化抵抗性を高める元素であることを確認し($\Delta HRC = 7.3$)、Alを単独に添加する場合の添加量を0.25~1.5重量%とし、Siの一部を0.15~1.5重量%のAlで置き換えて利用する場合には(Si+Al): 0.5~3.0重量%とすることを特徴としたが、前述のようにAlはSiよりもさらに強力なフェライト安定化元素であり、Ac3温度をSiに比べて約1.6倍より高める作用を有するので、その最大の添加量を1.5重量%以下とした(2.5重量%/1.6)。また、浸炭、浸炭浸窒処理後に油焼入れする場合においては、その鋼材の炭素量を0.2~0.8重量%にする必要があることから、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を1重量%に抑えることが好ましいことは明らかである。

【0069】

Ni:

前記添加量のAlとNi: 0.3~2.5重量%を共存させることにより、顕著な強靱性作用が発現することをすでに特願2002-240967号で報告しており、とりわけ、0.6重量%および1.2重量%炭素を含有する高硬度マルテンサイト組織が優れたシャルピー衝撃特性を示すことは、歯車の耐衝撃荷重を画期的に改善できることは歯車材料として有効であることは明らかである。本発明ではNi添加が鋼材をより高価なものとするために、1.5重量%以下とした。また、Niはオーステナイトを安定化する元素であり、その添加はSi、Alと共存する場合において焼入れ温度を低減することから、浸炭、浸炭浸窒焼入れ処理を施して転動面層を硬化する転動部材ではMn添加量と合わせて利用することが好ましく、その目安は、例えば最大3重量%Siを添加する場合において(Mn+Ni): 2.5重量%であることが好ましい。

【0070】

Cr :

Cr は焼入れ性を顕著に高める元素であるが、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によって A c 3 変態温度以上に加熱された表面層部のみが急速に冷却されれば良いので、歯車材としての焼入れ性 (D I 値) は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性 D I 値 : 2 . 0 i n c h 以上を越える必要性が無いために、前述のようにセメンタイトを分散させない歯車材料としては、その焼割れ性を軽減するために、Cr は 0 . 5 重量% 以下に調整されることが多いが、前述のように高周波焼入れ法によってセメンタイトを分散させる場合においては、セメンタイトを微細化するために 0 . 3 ~ 1 . 5 重量% Cr を添加することが好ましい。また、この場合においてはセメンタイトの球状化処理によって、Cr をセメンタイト中に十分に濃縮させておき、高周波加熱時に発生するオーステナイト中への合金元素の固溶を抑えて、実質的なオーステナイト相の焼入れ性を抑えることによって焼割れ性を抑制することが好ましいが、焼入れ性にほとんど影響を与えない V によってセメンタイトの分散を図り、Cr 添加量を 0 . 5 重量% 以下に留めることも好ましいことは明らかである。また、前述の浸炭、浸炭浸窒後に油焼入れする転動部材においては、焼入れ性を確保する観点から Cr は 1 . 5 重量% 以下であることが好ましい。

【0071】

Mn :

Mn は、顕著な脱硫作用を示すだけでなく、前述のようにオーステナイトを安定化させる元素であるが、さらに、鋼の焼入れ性を向上させる有効な元素であるために、目的に応じて適量添加されるが、前記炭素量を 0 . 3 5 ~ 0 . 8 重量% 含有する鋼では、オーステナイトが炭素によって十分に安定化されることを考慮すると、その Mn 下限量は 0 . 2 重量% であり、また、浸炭、浸炭浸窒焼入れ処理を施して転動面層を硬化する転動部材ではオーステナイトを十分に安定化する炭素量が少ないために、例えばフェライトを安定化させる Si を最大 3 重量% 添加する場合において、安価な Mn を最大 2 重量% 程度まで添加すること、もしくは Ni 添加量と合わせて (Mn + Ni) : 2 . 5 重量% とすることが好ましい。

【0072】

Mo：

Moは鋼の焼入れ性を向上させる有効な元素であるとともに、焼戻し脆性を抑える元素であることから、本発明では通常肌焼きSCM鋼と同レベルの0.35重量%以下の範囲で添加されることが好ましいものとしたが、前述の高周波焼入れ法が適用される転動部材においては、0.3重量%以上の添加によって高周波加熱時のオーステナイトへのセメンタイトの固溶を遅延するが、その役割と経済的な観点を考慮して不可欠な添加元素でないことは明らかであり、Wについてもほぼ同様である。

【0073】

なお、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によってAc3変態温度以上に加熱された表面層部のみが焼入れ硬化されれば良いので、歯車材としての焼入れ性(DI値)は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性2.0inch以上を越える必要性はあまり無く、安価な鋼材が利用できる特徴があるので、本発明ではMn、Cr添加量をより低く調整し、Si、Al、Ni、Mo、V等の合金元素を調整して鋼材のDI値が2.0inch以下となるようにすることがより好ましいことは明らかである。

【0074】

【実施例】

次に、本発明による転動部材の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

【0075】

[実施例1：焼入れ焼戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度（予備試験）]

本実施例では、歯車での歯面における滑りを伴う転動疲労強度を調べるために、図4に示される試験片を用いてローラピッチング試験を実施し、各種の焼入れ焼戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度を調べた。表1は本実施例に用いた各種炭素鋼、肌焼き鋼の化学成分を示したものであり、各種鋼材は図4(a)の小ローラ形状に加工した後、No.1、2、4は820℃で30分加熱後に水焼入れし160℃で3時間焼戻して、試験に供した。また、No.3

は素材調質処理後に転動面を 4 0 k H z 高周波電源を用いて焼入れ硬化し、前述と同様の焼戻し処理を施した。さらに、N o . 5 は 9 3 0 ℃ で 5 時間の浸炭処理（炭素ポテンシャル 0 . 8）した後 8 5 0 ℃ に冷却し、8 5 0 ℃ で 3 0 分保持した後 6 0 ℃ の焼入れ油に焼入れた後、前述と同様の焼戻し処理を施した。

【 0 0 7 6 】

【表 1】

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	備考
No.1	0.55	0.23	0.71				S55C
No.2	0.77	0.21	0.74				共析炭素鋼(1)
No.3	0.85	0.22	0.81		0.43		共析炭素鋼(2)
No.4	0.98	0.27	0.48		1.47		SUJ2
No.5	0.19	0.22	0.75		0.97	0.15	SCM420H

【 0 0 7 7 】

なお、大ローラは N o . 4 の S U J 2 材を 8 2 0 ℃ で 3 0 分加熱後に水焼入れし 1 6 0 ℃ で 3 時間焼戻したものを使用し、ローラピッチング試験は 7 0 ℃ の # 3 0 エンジンオイルで潤滑しながら、小ローラを 1 0 5 0 r p m、大ローラ（負荷ローラ）を 2 9 2 r p m とし、4 0 % の滑り率を与え、面圧を 3 7 5 ～ 2 2 0 k g f / m m ² の種々の条件で負荷を与えて実施した。

【 0 0 7 8 】

図 5 は各種面圧でピッチングが発生した繰返し回数をまとめて示したものであり、基準とする浸炭肌焼き鋼における各面圧における最小繰返し数をつないだ寿命線を図中の実線で示したが、ピッチング発生繰返し数が 1 0 ⁷ 回となる時の面圧を転動面疲労強度と定義した場合、そのピッチング強度は約 2 1 0 k g f / m m ² となることがわかった。また、同様の整理の仕方で検討すると、N o . 1 : 1 7 5 k g f / m m ²、N o . 2 : 2 4 0 k g f / m m ²、N o . 3（高周波焼入れ）：2 6 0 k g f / m m ²、N o . 4 : 2 7 0 k g f / m m ² および N o . 4（高周波焼入れ）：2 9 0 k g f / m m ² となり、高周波焼入れによって、セメンタイト粒子を約 2 体積%、約 1 0 体積% を分散させた N o . 3、N o . 4 の転動面疲労強度が顕著に改善されていることがわかる。さらに、浸炭肌焼き鋼はバラツキが多少大きく、この原因が転動面での浸炭時の粒界酸化や不完全焼入れ層の存在や残留オーステナイト量が多いこと等によるもので、平均的なピ

ッチング発生回数で比較した場合には、No. 2 のピッチング強度と変わらないことがわかる。

【0079】

また、ピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相の X 線半価幅を調査した結果、No. 1 : 3.6 ~ 4.0°、No. 2 : 4 ~ 4.2°、No. 3 : 4.2 ~ 4.4°、No. 4 : 4.3 ~ 4.6°、No. 5 : 4 ~ 4.2° であった。

【0080】

さらに、前記熱処理を施した No. 1 ~ 5 の試験片を 250 ~ 350℃ で各 3 時間焼戻した時の X 線半価幅を調査した結果、前記ピッチング発生転動面の半価幅はほぼ 300℃ で焼戻した半価幅と合致し、また「材料、第 26 巻、280 号、P 26」で報告されている各種炭素濃度の炭素鋼の焼戻し硬さと半価幅の関係ともほぼ合致することがわかる。

【0081】

[実施例 2 : 焼戻し軟化抵抗性の確認]

表 2 は本実施例で使用した合金組成を示したものである。熱処理は 810 ~ 870℃ で 30 分加熱後に水冷し、300℃、350℃ で 3 時間焼戻した試験片のロックウェル硬さ HRC を調査し、さらに、これらの硬さに対する各合金元素添加量の影響を解析した。

【0082】

【表 2】

TPNo.	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	B
No.6	0.45	1.45		0.46		1.49	0.52	0.14	0.0018
No.7	0.49	1.45		0.46		1.01	1.03	0.15	0.0019
No.8	0.47	0.31		0.46		2.01	1.03	0.15	0.0019
No.9	0.49	0.29		0.45		1.5	1.49	0.23	0.0019
No.10	0.36	1.77		0.6		0.62	0.11		0.0026
No.11	0.45	0.95		0.66	0.01	1.29	0.5		0.0029
No.12	0.39	0.93		1.02	0.08	0.97	0.95	0.5	
No.13	0.43	0.26		0.44		1.01	0.48		0.001
No.14	0.47	0.25		0.4		1.01	1.05		0.0018
No.15	0.46	1.5		0.4		1	0.51		0.002
No.16	0.45	0.24		0.4		1.02	0.48	0.31	0.0011
No.17	0.45	1.46		0.39		0.96	0.98		0.001
No.18	0.41	0.25		0.35		1	0.49		0.0017
No.19	0.52	2.3		0.57		0.11			
No.20	0.98	0.27		0.48		1.47			
No.21	0.55	0.23		0.71					
No.22	0.77	0.21		0.74					
No.23	0.45	0.21	1.26	0.53		1.51	0.21		
No.24	0.6	0.25	0.97	0.93	0.98	1.04	0.35		

【0083】

なお、予備実験としては、0.1～1.0重量%の炭素と0.3～0.9重量%のMnを含有する炭素鋼についても調査し、前記合金元素の影響の解析のベースデータとした。その結果、

$$250^{\circ}\text{C} \text{では } \text{HRC} = 34 \times \sqrt{\text{C}} (\text{重量}\%) + 26.5$$

$$300^{\circ}\text{C} \text{では } \text{HRC} = 36 \times \sqrt{\text{C}} (\text{重量}\%) + 20.9$$

$$350^{\circ}\text{C} \text{では } \text{HRC} = 38 \times \sqrt{\text{C}} (\text{重量}\%) + 15.3$$

で近似されることがわかった。

【0084】

また、これらの炭素鋼硬さをベースに合金元素の影響を解析した結果、焼戻し軟化抵抗 ΔHRC は、例えば300℃で、次式で記述されることがわかった。

$$\Delta\text{HRC} = 4.3 \times \text{Si} (\text{重量}\%) + 7.3 \times \text{Al} (\text{重量}\%) + 1.2 \times \text{Cr} (\text{重量}\%) \times (0.45 \div \text{C} (\text{重量}\%)) + 1.5 \times \text{Mo} (\text{重量}\%) + 3.1 \times \text{V} (\text{重量}\%)$$

【0085】

この結果から、AlはSiの1.7倍の焼戻し軟化抵抗性を発現することがわかり、転動面圧強度の改善元素として極めて効果的であることがわかった。

【0086】

図6は、前記解析結果から求まる焼戻し硬さと実測した焼戻し硬さの合致性を示したものであり、そのバラツキ幅がHRC \pm 1の範囲で精度良く予測できることがわかる。また、実施例1のSCM420(No.5)の浸炭層(0.8重量%炭素)の300℃焼戻し硬さについても図6の☆印で示しており、計算値と良く合致していることがわかる。

【0087】

[実施例3：焼戻し軟化抵抗性に優れた鋼材によるピッチング強度の改善1]

表3は本実施例で使用する鋼材の合金成分を示したものである。No. P1～No. P3は850～920℃から焼入れた後に160℃で3時間の焼戻し処理を施し、No. P4～No. P9は実施例1と同じ高周波加熱条件で高周波焼入れしたものをローラピッチング試験に供したものである。

【0088】

【表3】

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	焼付き面圧(kgf/cm ²)
No.P1	0.43	0.21	1.47	1.17		0.17	0.11			350
No.P2	0.41	1.5	0.026	0.71		0.32	0.16	0.3		300
No.P3	0.61	0.25	1.47	0.93	0.98	1.04	0.35			325
No.P4	0.83	1.01	0.31	0.55		0.96		0.38		375
No.P5	0.71	0.21	0.025	0.63		0.16	0.04	0.93		475
No.P6	0.89	0.22	0.029	0.65		0.23	0.05	1.94		500
No.P7	0.64	0.23	0.031	0.65		0.24	0.05		0.26	450
No.P8	0.96	0.23	0.029	0.64		0.23	0.05		1.45	650
No.P9	0.69	0.81	0.45	0.75		0.49		0.99		450
SCM420+GCQT										300
SCM440+QT										275
SUJ2+QT										400
S55C+QT										275

【0089】

なお、ピッチング強度の試験は実施例1とほぼ同じ条件で実施し、その結果を図7に示した。また同図中の実線で実施例1で求めたピッチング発生線を図7の実線で示し、さらに、本実施例で求めたピッチング発生線を破線で示した。

【0090】

これらの結果から、Al, Siの単独、もしくは複合添加により、そしてさらに、No. P4～9の比較からV, Ti添加によって顕著に転動面の耐ピッチング強度が画期的に改善されることがわかった。また、セメントaitを分散させたNo. 4、No. 9とNo. 5、No. 6の比較から、耐ピッチング強度がセメントaitの分散によって顕著に改善されることがわかる。

【0091】

図8は1.94重量%のVを添加したNo. P6合金中に分散する V_4C_3 炭化物を示したものであり、ほぼその粒径が $1.5\mu m$ 以下で均一に分散していることがわかる。

【0092】

[実施例4：焼戻し軟化抵抗性に優れた鋼材によるピッチング強度の改善2]

表4は本実施例で使用する鋼材の合金成分を示したものである。No. G1～No. G5は図9で示されるように、 $950^{\circ}C$ で炭素ポテンシャル(CP)1.2重量%Cでの2hr浸炭期、CP=0.8での4hr拡散期からなる浸炭処理を施した後に $850^{\circ}C$ に降温し、 $60^{\circ}C$ の焼入れ油に焼入れ、さらに、 $180^{\circ}C$ で3hrの焼戻し処理を施した(浸炭焼入れ焼戻し処理)。さらに、図9中の $850^{\circ}C$ の恒温期を2hrとして、その恒温期にアンモニアガスを添加し浸窒処理を施した浸炭浸窒焼入れ焼戻し処理を施したものも準備し、先の実施例と同じ条件でローラピッチング試験を実施した。

【0093】

【表4】

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	焼付き面圧(kgf/cm ²)	←
No.G1	0.28	0.22	0.024	0.74	0.03	1.01	0.16		0.31	500	550
No.G2	0.34	0.24	0.028	0.73	0.01	0.98	0.15		0.61	625	750
No.G3	0.61	0.23	0.029	0.73	0.02	0.97	0.15		1.51	675	725
No.G4	0.41	0.25	0.031	0.74	0.02	0.99	0.16	1.1		550	600
No.G5	0.55	0.23	0.027	0.76	0.02	0.96	0.16	1.92		550	650

【0094】

図10にローラピッチング試験結果を示した。その結果、浸炭焼入れ焼戻し処

理試験片において、Ti, V添加による顕著な転動面強度の向上が確認されるが、さらに、浸炭浸窒焼入れ焼戻し処理を施した水準がより転動面強化されていることがわかる。

【0095】

図11はNo. G3を浸炭浸窒処理した転動面層のX線マイクロアナライザーによってTiの分布状況を調べたものであり、図12は転動面層の電子顕微鏡写真を示したものであるが、あらかじめ分散させたTiCのほか転動面層へのC, Nの拡散浸透処理によって新たなTiCNが極めて微細に分散析出していることがわかる。

【0096】

[実施例5：炭化物、窒化物、炭窒化物分散による摺動特性の改善1]

本実施例は実施例3、4と同じ鋼材を用いて、図13に示されるような定速摩擦摩耗摺動試験片を用いて80℃のエンジンオイル#30で潤滑しながら、周速度が10m/sec、また、相手材料にSCM420に浸炭焼入れ焼戻しの処理を施して、表面硬さがHRC60になるように調整したものを使い、同じ押し付け圧を5分間保持し、押し付け圧力を25kgf/cm²毎に増加させて急激に摩擦係数が増大する時点（焼き付き状態）の押し付け圧力（kgf/cm²）を測定した。

【0097】

本発明の表3中の摺動試験片は870℃から焼入れ、160℃で3時間焼き戻したものであり、表4中の摺動試験片は実施例4の熱処理を施し、また、比較材料としてSCM420の浸炭焼入れ焼き戻したもの（SCM420+GCQT）、SCM44040（SCM440+QT）、S55C（S55C+QT）、SUJ2（SUJ2+QT）を焼入れ焼戻ししたものを使った。

【0098】

この結果は、表3、表4に合わせて示してあるが、明らかに、No. P4~9、No. G1~5において硬質粒子の分散効果によって耐焼付き性が顕著に改善されている。とりわけ、Ti添加による耐焼付き性の改善は顕著であることがわかる。

【図面の簡単な説明】**【図 1】**

図 1 は、Fe-C-M 系状態図と炭素の等炭素活量線図を使った γ 相への固溶機構図である。

【図 2】

図 2 は、Fe-C-Cr 系等炭素活量線図である。

【図 3】

図 3 は、Fe-3 重量% Si に対する合金元素の影響を示した状態図である。

【図 4】

図 4 (a), (b) は、ローラピッチング試験用試験片を示す図である。

【図 5】

図 5 は、ローラピッチング強度の予備試験結果を示すグラフである。

【図 6】

図 6 は、焼戻し硬さの実測値と計算値の比較を示すグラフである。

【図 7】

図 7 は、本発明転動部材のピッチング強度を示すグラフ (1) である。

【図 8】

図 8 は、No. P6 の転動面層の金属組織を示す写真である。

【図 9】

図 9 は、浸炭焼入れ焼戻し処理の熱処理パターンを示す図である。

【図 10】

図 10 は、本発明転動部材のピッチング強度を示すグラフ (2) である。

【図 11】

図 11 は、No. G3 に浸炭浸窒焼入れ処理を施した転動面層の X 線マイクロアナライザー分析による Ti の分布状況を示した写真である。

【図 12】

図 12 は、No. G3 に浸炭浸窒焼入れ処理を施した転動面層の金属組織を示す写真である。

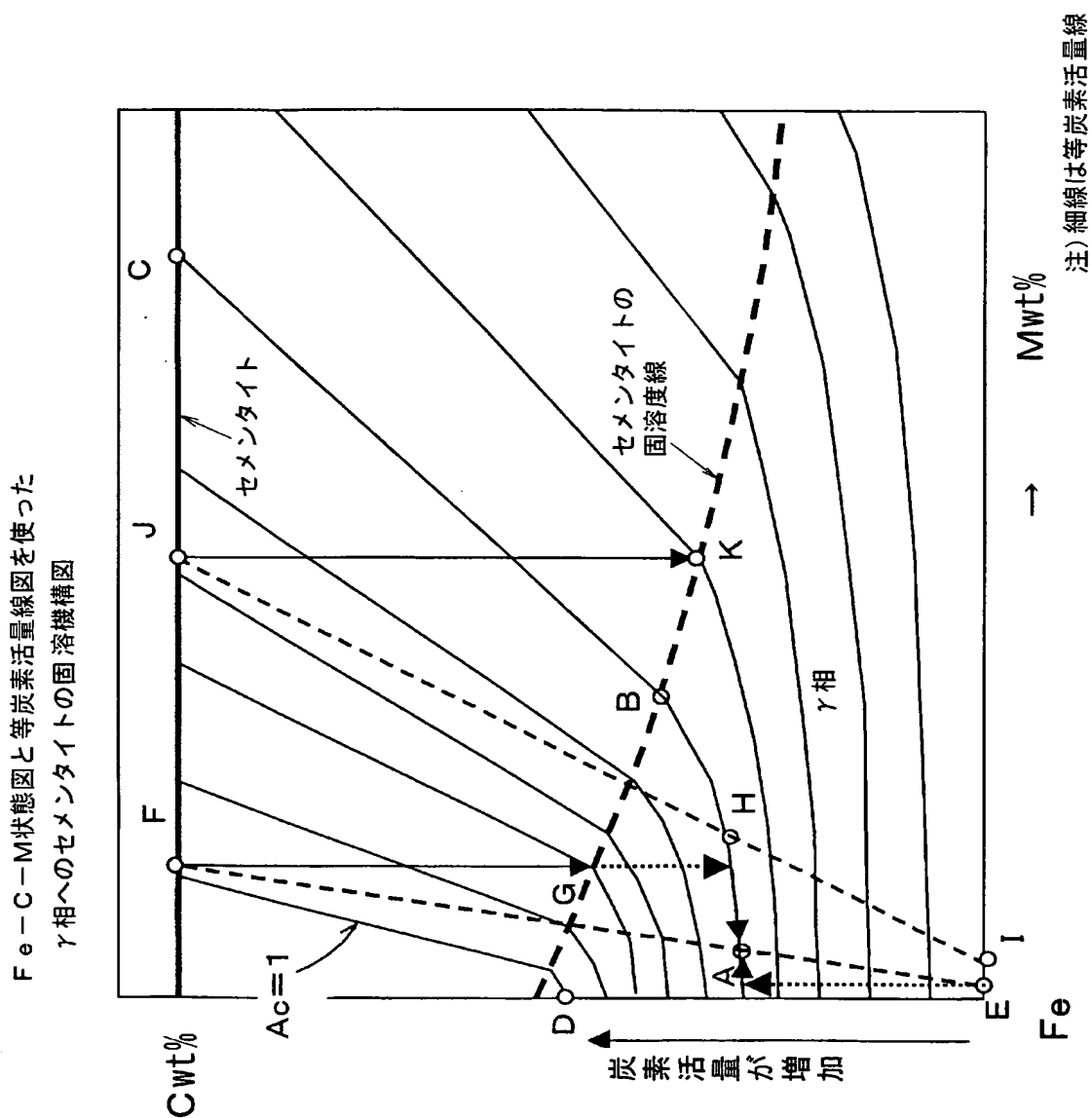
【図 13】

図 1 3 は、定速摩擦摩耗試験片の形状を示す図である。

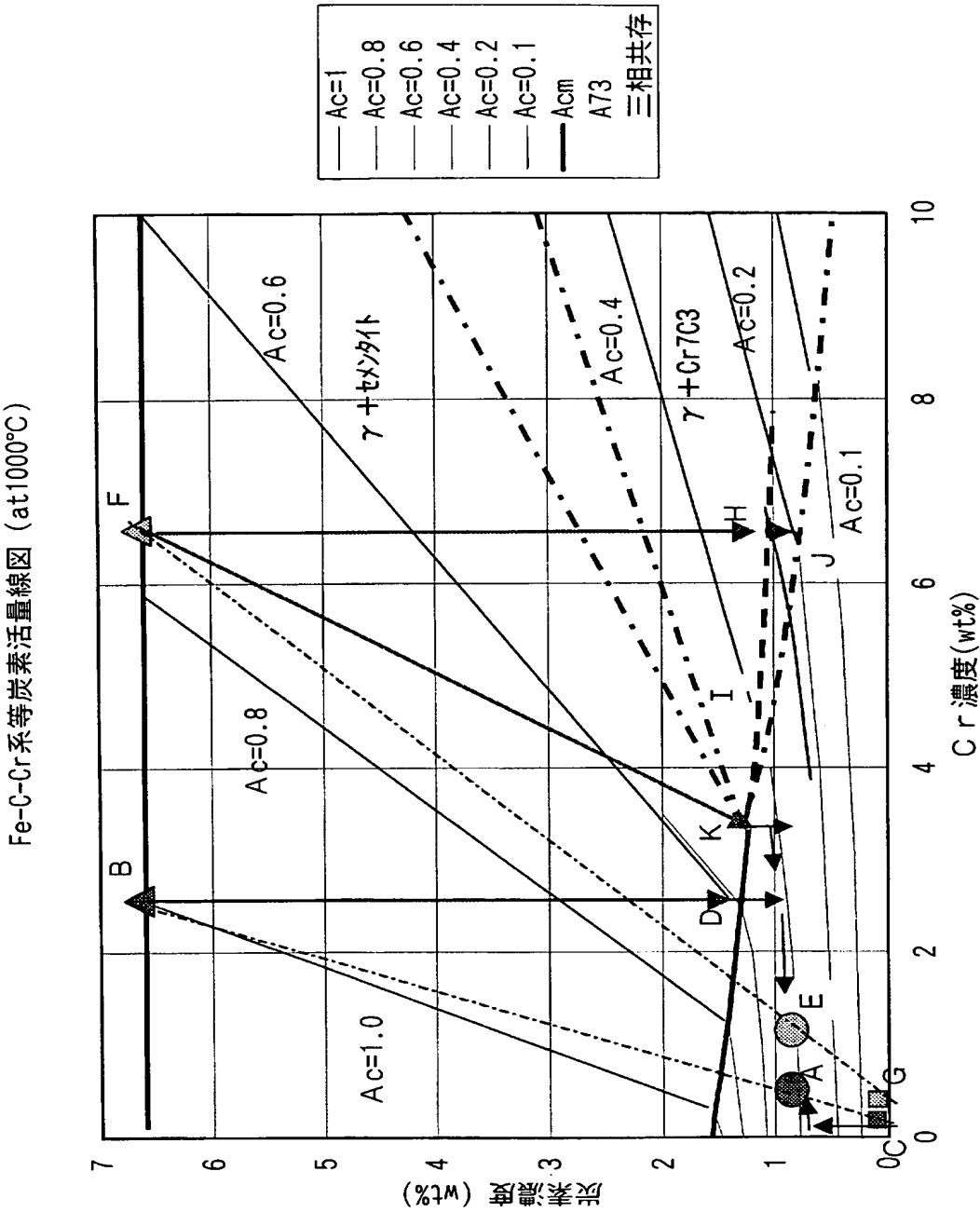
【書類名】

凶面

【図 1】

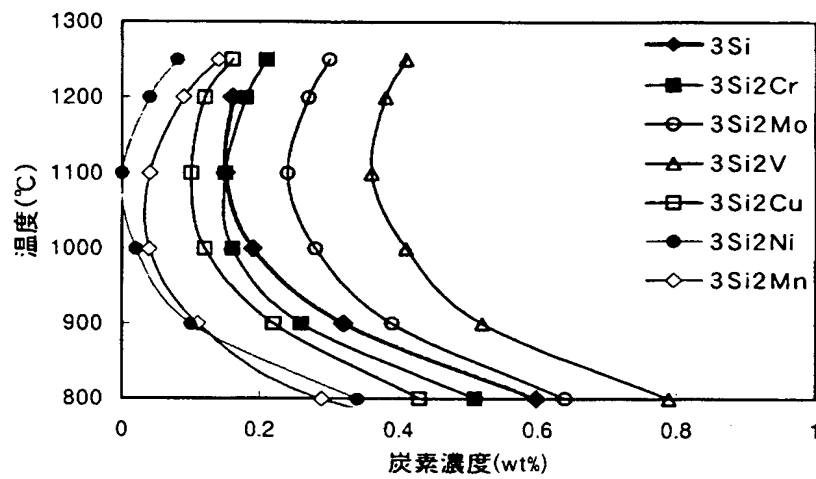


【図 2】



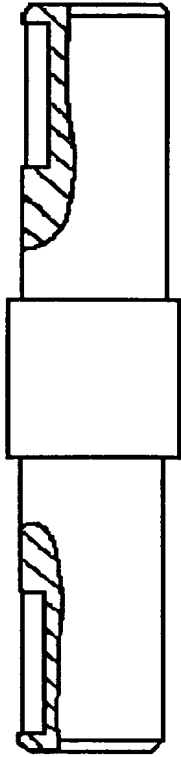
【図 3】

Fe₃重量%Siに対する合金元素の影響を示した状態図



【図 4】

ローラピッチング試験用試験片

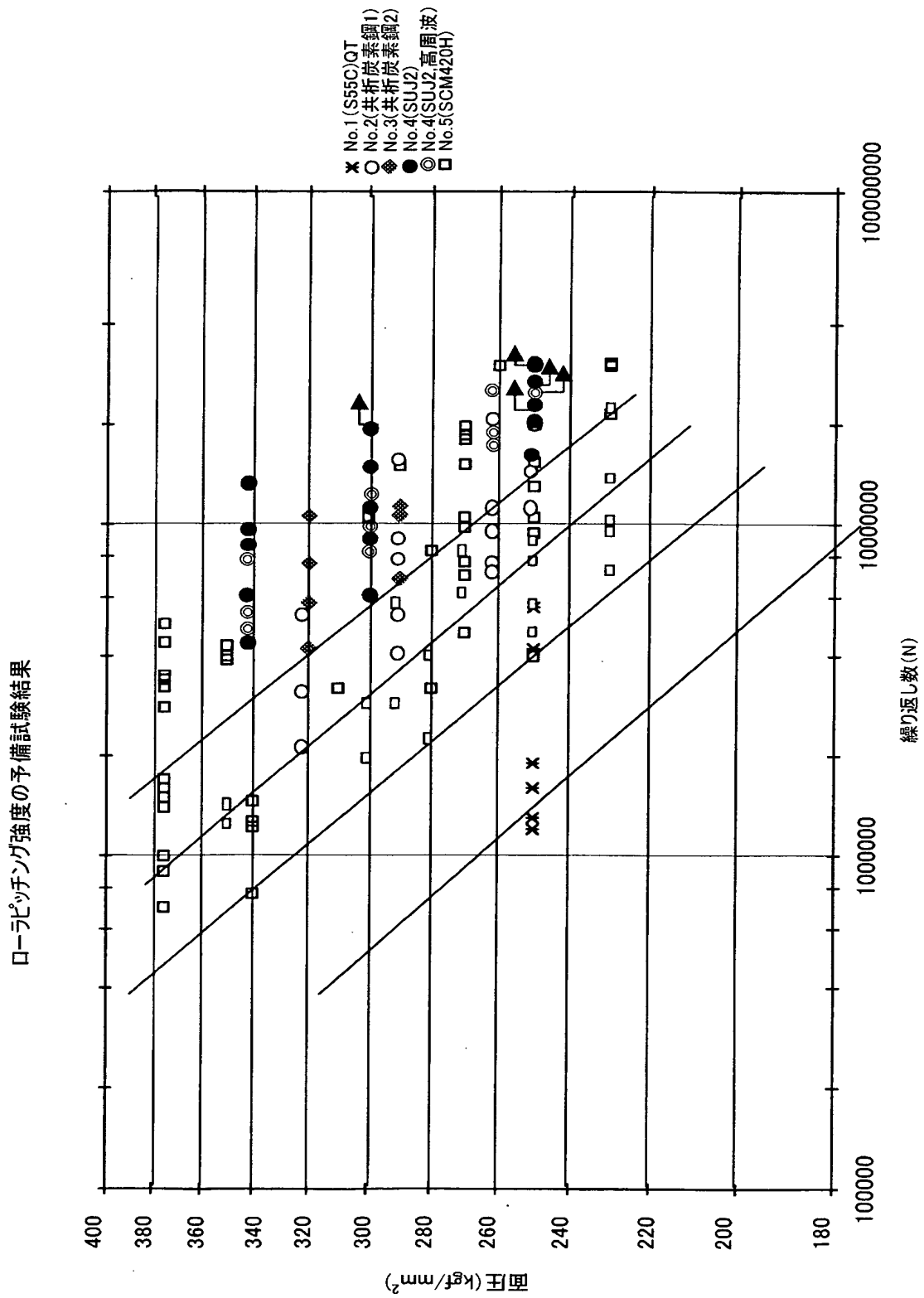


(a) 小ローラ試験片

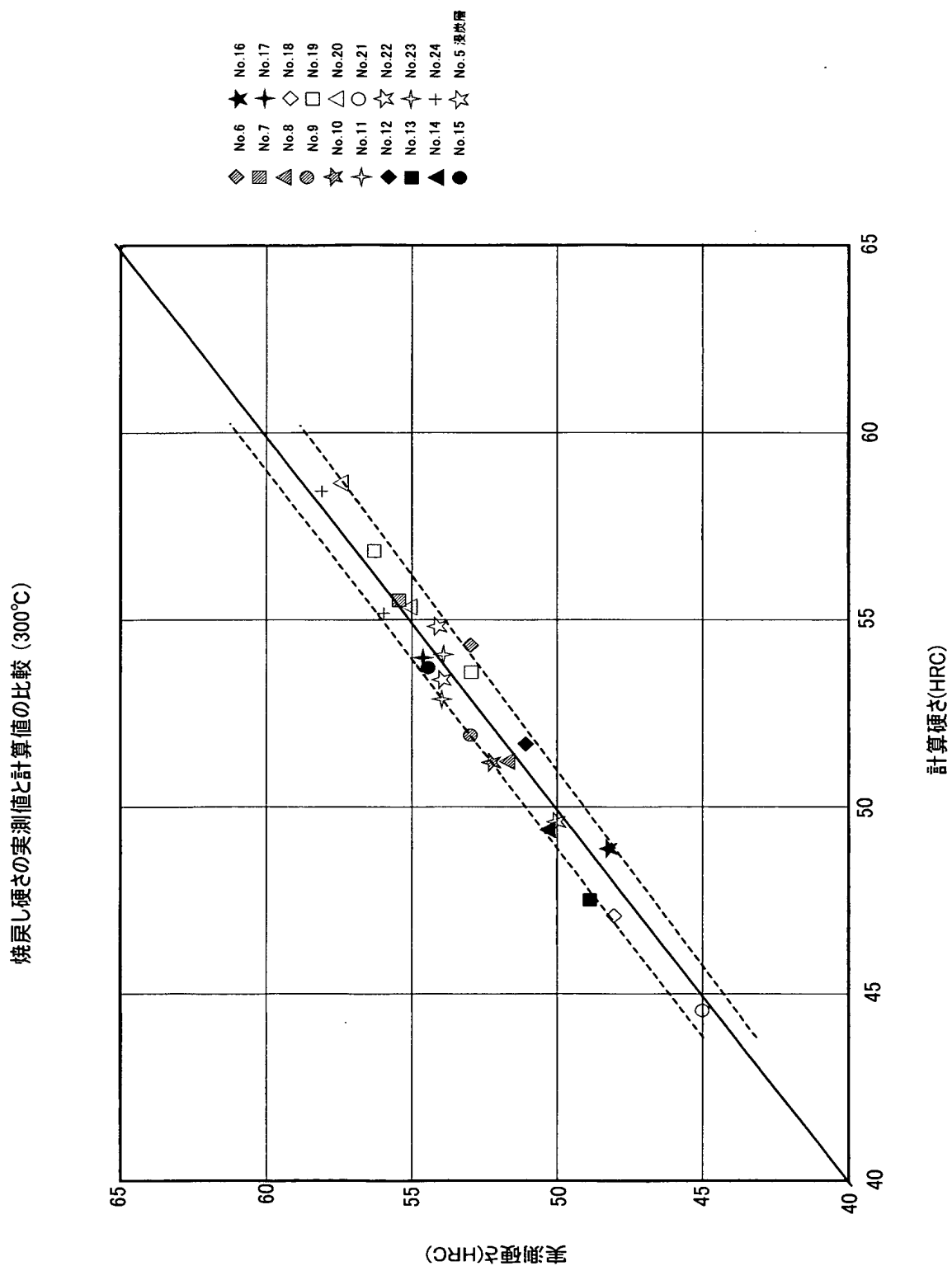


(b) 大ローラ試験片

【図 5】

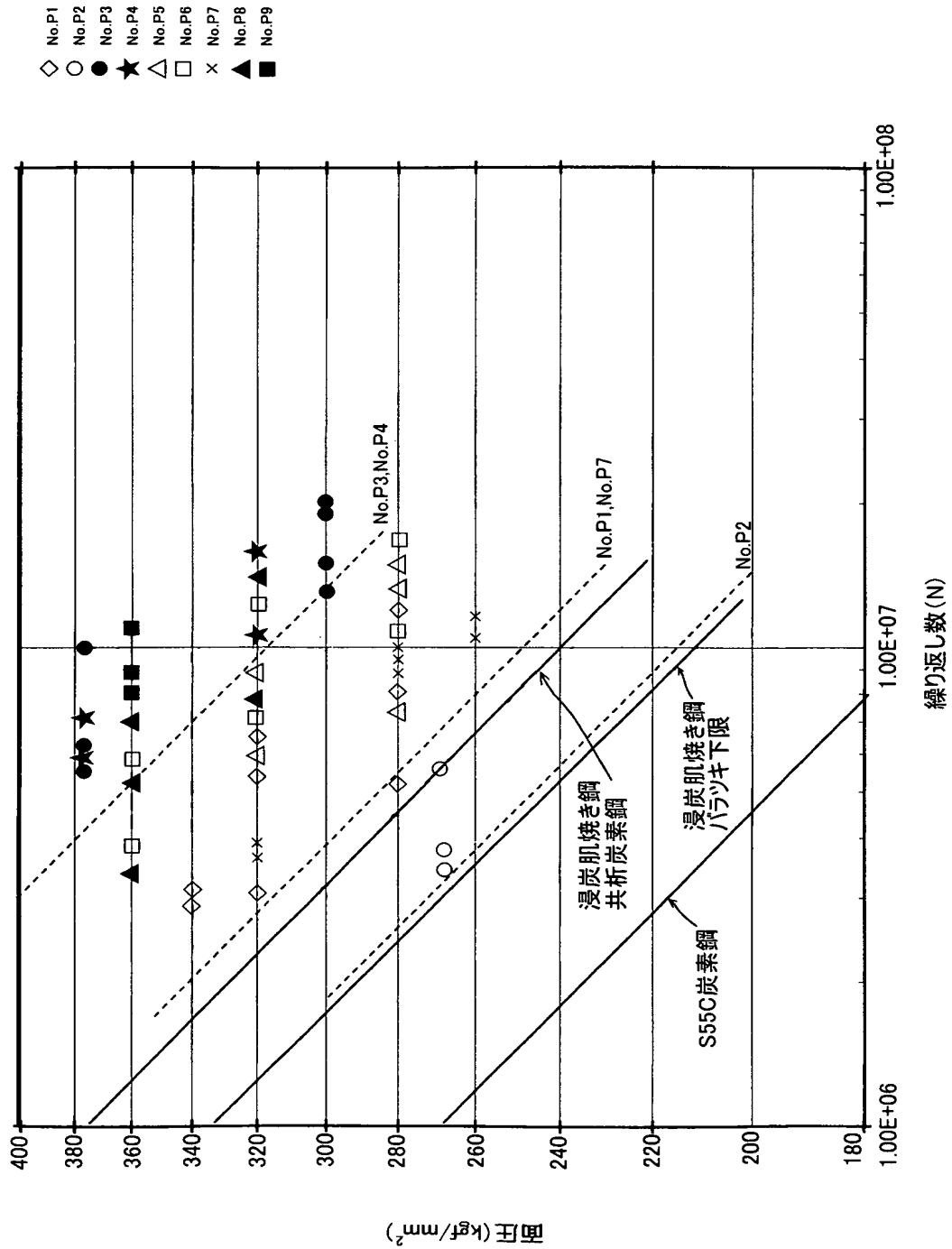


【図 6】



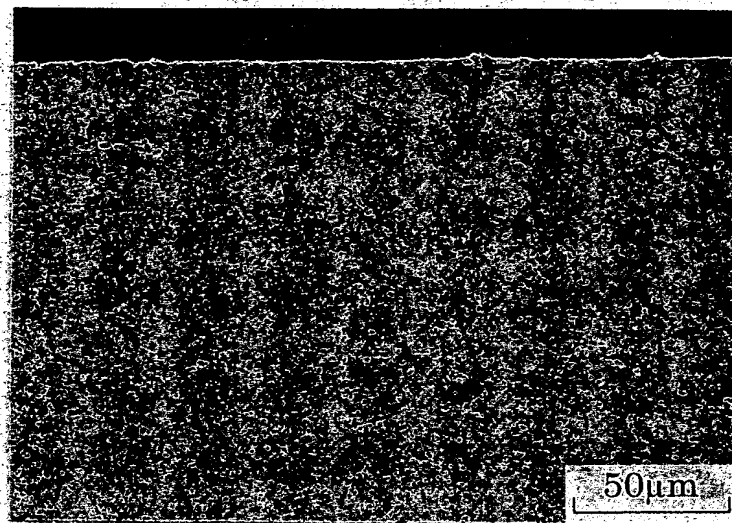
【図 7】

発明鋼のピッチング強度



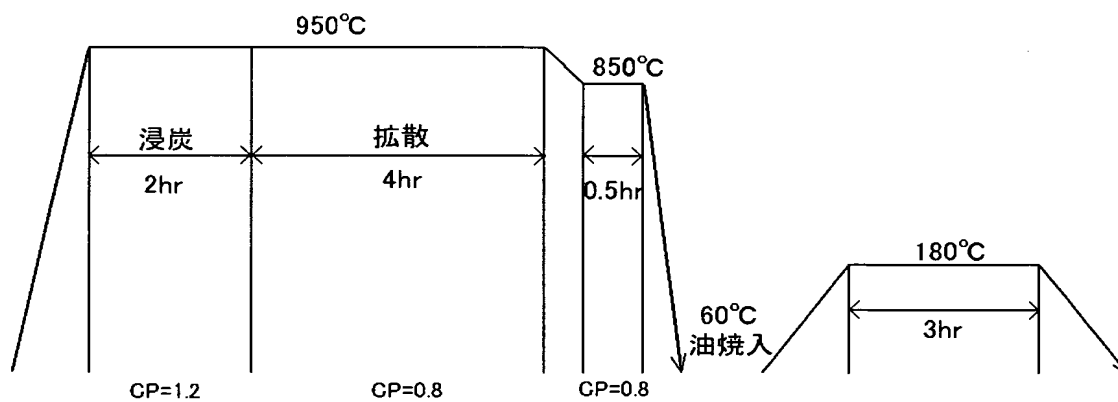
【図 8】

No.P6の転動面層の金属組織を示す写真



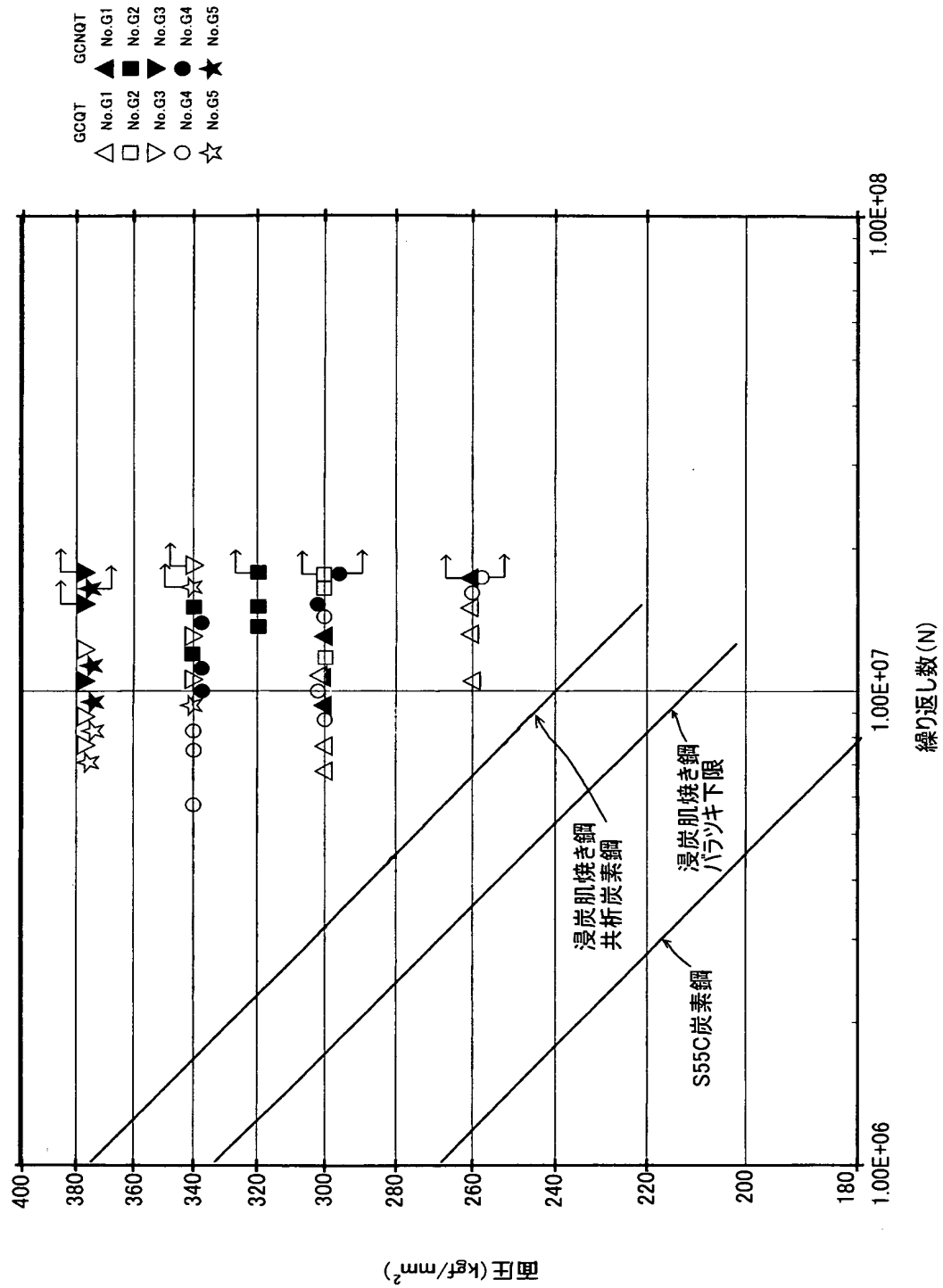
【図 9】

浸炭焼入れ焼戻し処理の熱処理パターンを示す図



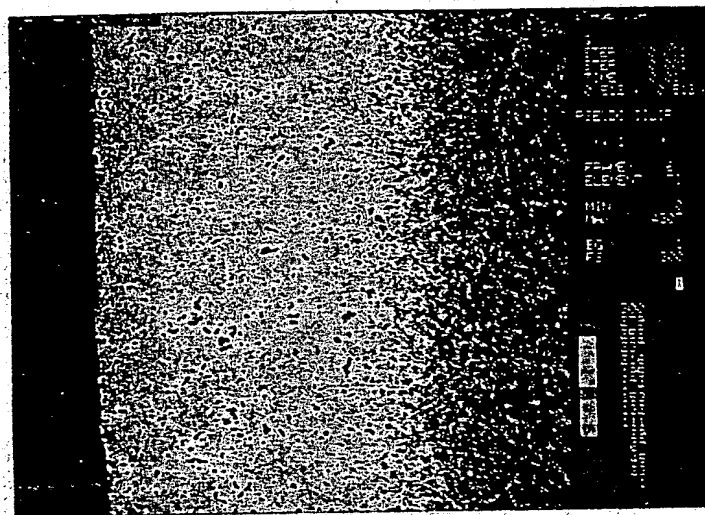
【図 10】

発明鋼のピッチング強度



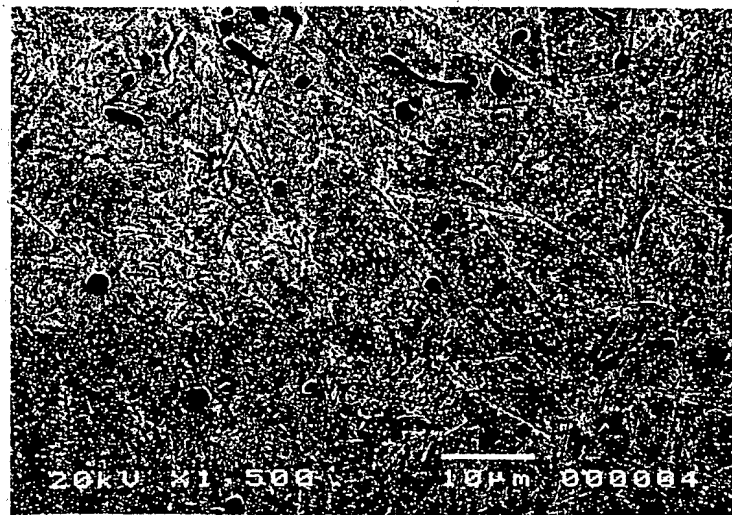
【図 11】

No.G3に浸炭浸窒焼入れ処理を施した転動面層のX線
マイクロアナライザー分析によるTiの分布状況を示した写真



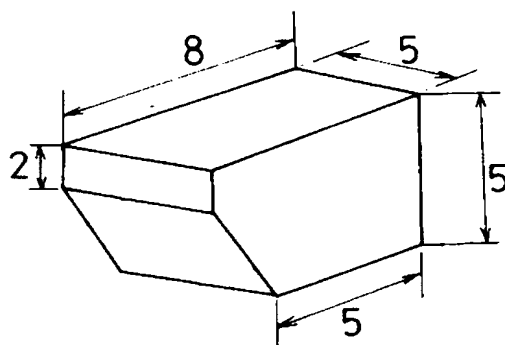
【図12】

No.G3に浸炭浸窒焼入れ処理を施した転動面層の
金属組織を示す写真



【図 13】

定速摩擦摩耗試験片の形状を示す図



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 歯面の耐焼付き性を改善し、かつ 3 0 0 ℃での焼戻し硬さが H R C 5 0 以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供する。

【解決手段】 少なくとも V, T i, Z r, N b, T a, H f の一種以上の合金元素を 0. 2 ~ 2. 0 重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が 0. 2 ~ 5 μ m の炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が 0. 4 ~ 4. 0 体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層における炭素量が C : 0. 5 0 ~ 1. 5 重量%含有され、転動面層が焼入れられた後、低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相となっている転動部材とする。

【選択図】 なし

特願 2 0 0 3 - 0 5 7 3 8 8

出 願 人 履 歷 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 1 2 3 6]

1. 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 2 9 日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都港区赤坂二丁目 3 番 6 号

氏 名

株式会社小松製作所

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☒ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.